

Д. Ю. Юзбекова*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород

**Yuzbekova@bsu.edu.ru*

Научный руководитель – проф., д-р физ.-мат. наук *Р. О. Кайбышев*

ВЛИЯНИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА НА ПРЕРЫВИСТОЕ ТЕЧЕНИЕ СПЛАВА 1545K

Изучено влияние микроструктуры на проявления эффекта Портвена-Ле Шателье (ПЛШ) в сплаве системы Al–Mg–Sc с нерекристаллизованной и полностью рекристаллизованной микроструктурой. Было установлено, что измельчение зерна способствует неустойчивости пластического течения: температурно-скоростная область существования эффекта ПЛШ становится шире и критическая деформация для начала зубчатости уменьшается. Кроме того, измельчение зерна влияет на обычную последовательность характерных типов скачков напряжения течения.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, микроструктура, эффект Портвена-Ле Шателье, динамическое деформационное старение.

D. Yu. Yuzbekova

EFFECT OF GRAIN REFINEMENT ON JERKY FLOW IN AN Al–Mg–Sc ALLOY

The influence of microstructure on the manifestations of the Portevin–Le Chatelier (PLC) effect was studied in an Al–Mg–Sc alloy with unrecrystallized and fully recrystallized grain structures. It was found that the grain refinement promotes plastic instability: the temperature – strain rate domain of the PLC effect becomes wider and the critical strain for the onset of serrations decreases. Moreover, the grain refinement affects the usual sequence of the characteristic types of stress serrations.

Keywords: aluminum alloys, microstructure, Portevin–Le Chatelier effect, dynamic strain aging.

В мировой промышленности алюминиевые сплавы 5XXX серии являются наиболее распространенными материалами, из термически неупрочняемых алюминиевых сплавов, из которых изготавливают листы. Al–Mg сплавы в качестве листового материала применяются в ряде отраслей промышленности, в том числе и в авиастроении, судостроении и автомобилестроении [1], где недопустимо появление шероховатостей на отштампованных изделиях. Исходно гладкая поверхность становится шероховатой в результате возникновения локализованных или

распространяющихся деформационных полос, вызывающих кратковременные скачки на деформационной кривой и связанных с эффектом Портевена - Ле Шателье (ПЛШ) [2–4]. Однако, пластическая деформация алюминиевых сплавов склонна к нестабильности в широком температурно-скоростном диапазоне деформирования [5]. И в настоящее время актуальной является проблема установления условий возникновения неустойчивости пластической деформации для их исключения в технологических режимах обработки металлических изделий.

Бинарные Al–Mg сплавы в течение длительного времени использовались в качестве модельных материалов для исследования эффекта ПЛШ [3, 5–12]. В работе [9] показано, что интенсивная пластическая деформация Al–Mg сплава подавляет образование зубчатости на деформационных кривых. Однако в литературе нет данных аналогичного рода исследования для Al–Mg–Sc сплава, содержащего наноразмерные частицы.

Прерывистое течение сплава 1545K исследовали в широком интервале температур (198–373 К) и скоростей деформации ($1 \times 10^{-5} - 2,1 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$). Крупнозернистый материал демонстрирует последовательность типов А, А+В, и С при уменьшении скорости деформации (рис. 1, а, б). Видно, что при высоких скоростях деформации (1×10^{-1} и $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) скачки происходят выше некоторого среднего уровня напряжения течения, демонстрируя тип А. Увеличение скорости деформации ($1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) приводит к появлению зубчатости смешанного типа А+В; между скачками типа А присутствуют колебания вокруг общего уровня кривой деформации (тип В). Скачки ниже среднего уровня деформационной кривой (тип С) наблюдаются только при самых низких скоростях деформации (1×10^{-4} и $5,2 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$), но только в течение коротких периодов на стадии разупрочнения (рис. 1, а, б).

Измельчение зерна изменяет привычную последовательность типов прерывистого течения. Как видно на рис. 1, в, зубчатость типа В наблюдается при скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Отклонение от этих условий сопровождается склонностью к типу А. Деформационные кривые при высоких скоростях деформации (1×10^{-1} и $2,1 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$) характеризуются чистым типом А. В тех случаях, когда тип В проявляет стойкость, можно наблюдать смешанный тип А+В. На площадке текучести тип В исчезает постепенно при уменьшении скорости деформации ($\leq 1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$). Скачки типа С на деформационных кривых мелкозернистого сплава не происходят.

Кроме того, оценку размера скачков нагрузки провели для деформационных кривых, полученных при температуре 298 К и скорости деформации $\sim 1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. В сплаве с крупнозернистой структурой среднее значение амплитуды скачков нагрузки составило около 5 МПа. Увеличение объемной доли рекристаллизованных зерен приводит к

увеличению амплитуды до 20 МПа после 12 проходов РКУП. Увеличение амплитуды скачков нагрузки указывает на значительное увеличение вклада твердорастворного упрочнения в общую прочность.

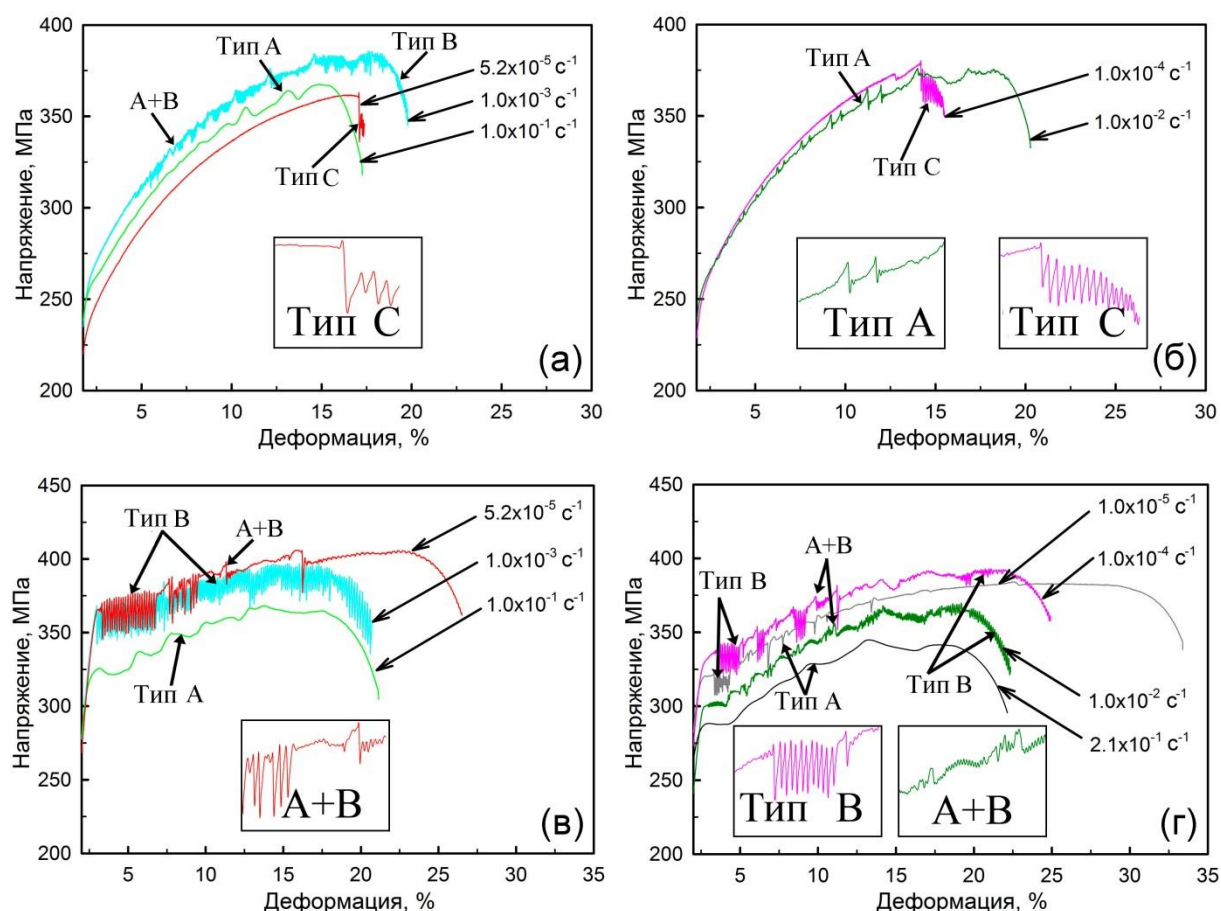


Рис. 1. Деформационные кривые сплава 1545К полученные при 298К:
а, б – в исходном состоянии; в, г – после 12 проходов РКУП

На рис. 2, а, б область проявления неустойчивой пластической деформации ограничена сплошными линиями. Обозначения: «●» – эффект ПЛШ проявляется; «○» – эффект ПЛШ не проявляется. Четко видно, что область существования эффекта ПЛШ увеличилась после РКУП; при уменьшении скорости деформации температурный интервал неустойчивости увеличивается и распространяется от низких к высоким температурам.

Наклоны этих зависимостей на рис. 2, а, б позволяют оценить кажущуюся энергию активации прерывистого течения. Из наклонов правой границы находим, что энергия активации для исходного материала равна 49 и 45 кДж/моль для сплава 1545К после 12 проходов РКУП. Однако стоит отметить, что такое уменьшение энергии активации можно считать незначительным, т. е. нет никакого существенного влияния формирования рекристаллизованной структуры на значения энергии активации для правой границы. Оценка энергии активации для левой

границы показывает увеличение значения от 105 до 125 кДж/моль. Увеличение величины Q_k вероятно связано с переходом от типа А или С в исходном состоянии к смещенному типу А+В для сплава после 12 проходов РКУП.

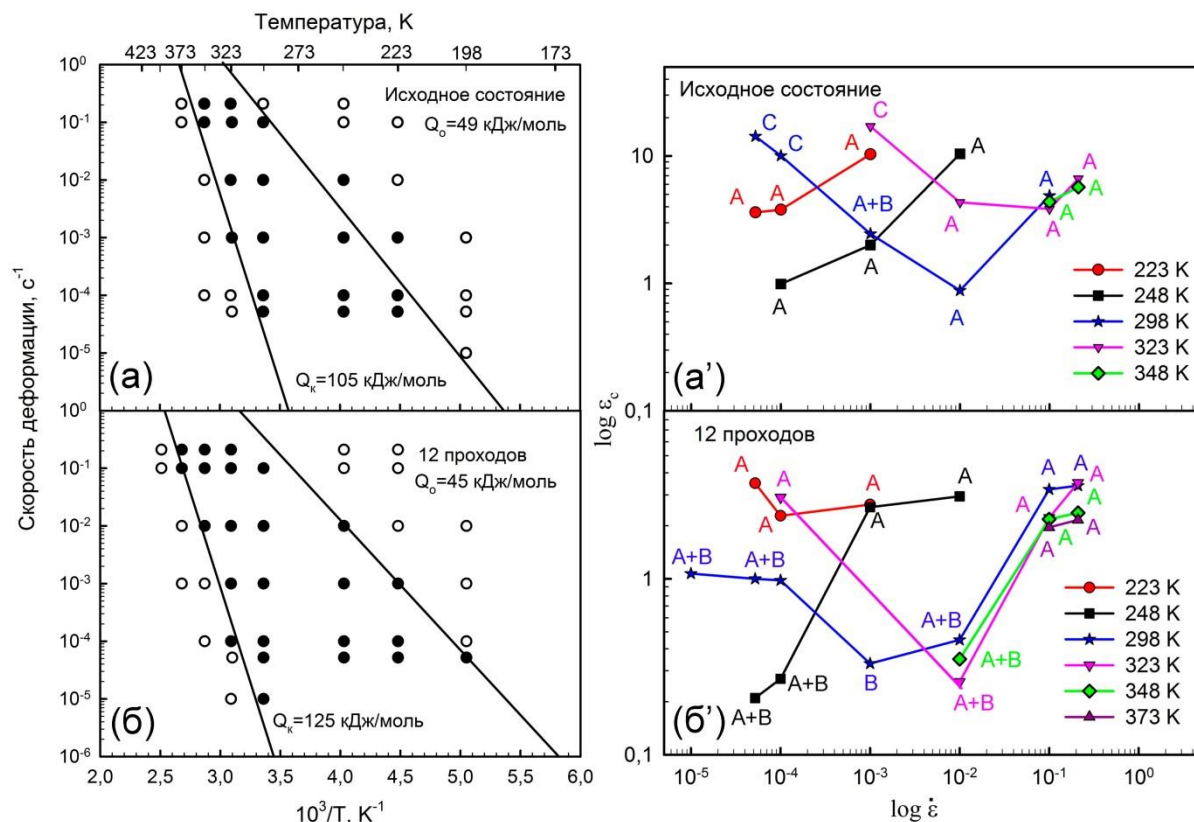


Рис. 2. Температурно-скоростная область существования прерывистого течения – а, б и кривые зависимости критической деформации от скорости деформации – а', б' сплава 1545K: а, а' – в исходном состоянии; б, б' – после 12 проходов РКУП

На всех деформационных кривых были найдены точки начала нестабильного деформирования или первого срыва нагрузки (величиной ≥ 1 МПа) – так называемая критическая деформация. Зависимость величины критической деформации, $\epsilon_{кр}$, от скорости деформации в широком температурном интервале от 223 до 373K представлена на рис. 2, а', б'. Типы скачков напряжения течения указаны для всех точек на рис. 3. Зависимость $\epsilon_{кр}$ от скорости деформации показывает хорошо известное немонотонное поведение. "Нормальное" поведение можно наблюдать в диапазоне высоких скоростей деформации, при этом $\epsilon_{кр}$ увеличивается с увеличением скорости деформации, «обратное» же поведение было получено в диапазоне низких скоростей, где $\epsilon_{кр}$ уменьшается с увеличением скорости деформации. Крупнозернистый материал характеризуется более высокими значениями критической деформации по сравнению с мелкозернистым материалом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминиевые сплавы - перспективный материал в автомобилестроении / И. Н. Фридляндер [и др.] // *МиТОМ*. 2002. № 9. С. 3–9.
2. Portevin A. LeChatelier F. Sur un Phénomène Observé lors de L'essai de Traction d'Alliages en Cours de Transformation // *C. R. Acad. Sci. Paris* 1923. V. 176. P. 507–510.
3. Dynamic strain aging studied at the atomic scale / H. Aboulfadl [et al.] // *Acta Mater.* 2015. V. 86. P. 34–42.
4. Robinson J. M., Shaw M.P. Microstructural and Mechanical Influences on Dynamic Strain- Aging Phenomena // *Int. Mater. Rev.* 1994. V. 39. P. 113–122.
5. Robinson J. M. Serrated flow in aluminium base alloys // *Int. Mater. Rev.* 1994. V. 39. P. 217–227.
6. The hidden order behind jerky flow / M.S. Bharathi [et al.] // *Acta Mater.* 2002. V. 50. P. 2813–2824.
7. Balik J., Lukac P. Portevin–Le Chatelier instabilities in Al–3Mg conditioned by strain rate and strain // *Acta Metall. Mater.* 1993. V. 41. P. 1447–1454.
8. Spatio-temporal dynamics of the portevin–le chatelier effect: experiment and modelling /M. Lebyodkin [et al.] // *Acta Mater.* 2000. V. 48. P. 2529–2541.
9. Effect of equal channel angular pressing on the Portevin-Le Chatelier effect in an Al3Mg alloy / T.A. Lebedkina [et al.] // *Mater.Sci.Eng. A* 2014. V. 615. P. 7–13.
10. The kinetics of the Portevin–Le Chatelier bands in an Al–5% Mg alloy / K. Chihab [et al.] // *Scripta Mater.* 1987. V. 21. P. 203–208.
11. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys /G. Horvath [et al.] // *Mater. Sci. Eng. A* – 2007. – V. 445–446. – P. 186–192.
12. Halim H., Wilkinson D. S., Niewczas M. The Portevin–Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy // *Acta Mater.* 2007. V. 55. P. 4151–4160.